

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**



JAPAN PATENT OFFICE

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

Date of Application: December 16, 2003

Application Number: 2003-417881
[ST.10/C] : [JP2003-417881]

Applicant(s): JFE Steel Corporation

February 5, 2004

Commissioner,
Japan Patent Office

Yasuo IMAI
Certification No. 2004-3006634

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 1 2 月 1 6 日
Date of Application:

出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 4 1 7 8 8 1
Application Number:
[ST. 10/C] : [J P 2 0 0 3 - 4 1 7 8 8 1]

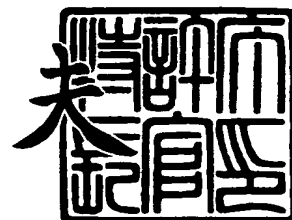
出 願 人 J F E ス チ ール 株 式 会 社
Applicant(s):



2 0 0 4 年 2 月 5 日

特 許 庁 長 官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康



出 証 番 号 出 証 特 2 0 0 4 - 3 0 0 6 6 3 4

【書類名】 特許願
【整理番号】 2003S00833
【提出日】 平成15年12月16日
【あて先】 特許庁長官 今井 康夫 殿
【国際特許分類】 C22C 38/00
【発明者】
 【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
 内
 【氏名】 中田 博士
【発明者】
 【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
 内
 【氏名】 景山 誠之
【発明者】
 【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
 内
 【氏名】 清水 哲雄
【発明者】
 【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
 内
 【氏名】 上 力
【発明者】
 【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
 内
 【氏名】 岩田 好司
【特許出願人】
 【識別番号】 000001258
 【氏名又は名称】 J F E スチール株式会社
【代理人】
 【識別番号】 100072051
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 杉村 興作
【先の出願に基づく優先権主張】
 【出願番号】 特願2003- 89125
 【出願日】 平成15年 3月27日
【先の出願に基づく優先権主張】
 【出願番号】 特願2003- 90069
 【出願日】 平成15年 3月28日
【手数料の表示】
 【予納台帳番号】 074997
 【納付金額】 21,000円
【提出物件の目録】
 【物件名】 特許請求の範囲 1
 【物件名】 明細書 1
 【物件名】 図面 1
 【物件名】 要約書 1
 【包括委任状番号】 0018860

【書類名】特許請求の範囲

【請求項1】

質量%で、

C: 0.005 ~ 0.04%、

Si: 0.05 ~ 0.3 %、

Mn: 0.5 ~ 2.0 %、

Al: 0.001 ~ 0.1 %、

Nb: 0.001 ~ 0.1 %、

V: 0.001 ~ 0.1 %、

Ti: 0.001 ~ 0.1 %、

P: 0.03% 以下、

S: 0.005 % 以下および

N: 0.006 % 以下

を含み、かつ

Cu: 0.5 % 以下、

Ni: 0.5 % 以下および

Mo: 0.5 % 以下

のうちから選んだ一種または二種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になり、次式(1)

$$P_{cm} = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu])/20 + [\%Ni]/60 + [\%Mo]/7 + [\%V]/10$$

--- (1)

但し、[%M] は、M元素の含有量(質量%)

で示される P_{cm} が 0.17 以下を満足し、かつ全組織中、主相であるベイニティックフェライトの占める割合が 95 vol% 以上であることを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯。

【請求項2】

請求項1において、含有Nb量に対する析出Nb割合が5~80%の範囲を満足することを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯。

【請求項3】

請求項1または2において、鋼帯が、さらに質量%で

Caおよび/またはREM: 0.005 % 以下

を含有する組成になることを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯。

【請求項4】

請求項1, 2 または 3 において、鋼帯が、さらに質量%で

Cr: 0.1 % 以下および

B: 0.003 % 以下

のうちから選んだ1種または2種を含有し、かつ次式(1)'

$$P_{cm}' = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu] + [\%Cr])/20 + [\%Ni]/60 + [\%Mo]/7 + [\%V]/10$$

--- (1)'

但し、[%M] は、M元素の含有量(質量%)

で示される P_{cm}' が 0.17 以下を満足することを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯。

【請求項5】

請求項1~4のいずれかに記載の成分組成になる鋼スラブを、1000~1300℃に加熱したのち、表面温度が($A_{r3} - 50$ ℃)以上の条件で仕上圧延を終了し、圧延終了後直ちに冷却を開始し、700℃以下の温度で巻取り徐冷することを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯の製造方法。

【書類名】 明細書

【発明の名称】 低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯およびその製造方法

【技術分野】**【0001】**

本発明は、ラインパイプ用鋼管や油井管などの素材として好適な、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】**【0002】**

石油危機以来、北海、カナダ、アラスカ等の極寒地において、原油、天然ガスの採掘およびパイプラインの敷設が盛んに行われている。特にラインパイプの分野では、天然ガスやオイルの輸送効率向上のために大径・高圧操業の傾向があり、こうしたニーズに耐え得るパイプ素材として、厚肉または高強度および低コストで、しかも低温靱性および溶接性に優れた鋼材に対する要求が高まっている。

【0003】

また、ラインパイプ用鋼材については、現地で周溶接を施す必要があることから、溶接部の溶融金属部とHAZ（熱影響部）との硬度差の増大に起因した靱性の劣化を防止するために、低炭素当量設計にすることが望まれている。

【0004】

従来より、鋼管素材としては、厚板製品と熱延ミル製品（熱延製品）がある。例えば、特許文献1には、耐水素誘起割れ性に優れたラインパイプ用素材として厚板製品を提供する技術が開示されている。

また、熱延製品に関しては、特許文献2に、低炭素当量に調整されたスラブを、 A_{r3} 点以上で圧延したのち、 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で速やかに冷却して 250°C 以下の温度で巻取する方法が開示されている。

【0005】

さらに、同じく熱延ミル製法として、特許文献3に、粗圧延後、一旦鋼板の表層温度を A_{r3} 点以下に冷却したのち、鋼板自身の顕熱あるいは外部からの強制加熱によって A_{r3} 点以上に加熱し、これに伴って生じるフェライト／オーステナイト逆変態過程で仕上げ圧延を終了することによって、製品表層を微細化する方法が開示されている。

【0006】

【特許文献1】 特開平11-189840号公報

【特許文献2】 特開昭64-25916 号公報

【特許文献3】 特開2001-207220号公報

【発明の開示】**【発明が解決しようとする課題】****【0007】**

既に述べたように、昨今のラインパイプの高圧操業に耐えるためには、鋼管素材の高強度化または厚肉化が必要であり、厚肉鋼管としては一般に厚板鋼板を用いたUOE鋼管が広く知られている。

これに対し、熱間圧延機で製造される熱延鋼帯は、比較的大きなスラブからコイル状に製品を巻き取り、造管工程に必要な長さに応じて払い出して鋼管を製造することが可能なため、素材の生産計画に制約がなく、また熱延ラインによっては粗圧延後の複数の中間コイルを継ぎ足して連続圧延をすることも可能なため、生産性が厚肉板よりも高く、結果として厚板製品よりも安く素材を提供することが可能である。さらに、厚板素材を用いるUOE鋼管は、複数のプレス成型を経て造管されることから、プレスに応じた数のプレスラインが必要であるため、コイルから必要分を払い出すと同時に鋼管に成形される熱延鋼帯を素材とする電縫鋼管に較べて造管コストも高くなる。

このように、安価な鋼管素材を提供するという観点からは、厚板よりも熱延鋼帯の方が有利である。

【0008】

一方、熱延鋼帯による製法である前掲特許文献3は、フェライト／オーステナイト逆変態を有効活用するための圧延および冷却スケジュールに関して適正条件を見出したものであるが、板厚が20mm前後になると、ここで提唱する冷却スケジュール下での冷却速度を確保しつつ製造するためにはより冷却能力の高い設備が不可欠であるため、新しい製造ラインの建設やコスト増強を必要とする懸念があった。

また、板厚が厚くなればなるほど、表層部と中心部の温度差が拡大するため、板厚方向にわたる冷却速度差に起因した不均一な組織の生成を回避する対策も必要となる。

【0009】

また、前掲特許文献2では、低C、低Mnを追求して焼入れ性を抑制していることから、微細なベイナイト組織を得るために20℃/s以上の冷却速度と250℃以下の巻取り温度が不可欠である。しかしながら、一般的に、板厚が大きくなると板厚方向全域にわたって均等に速やかに冷却することは極めて難しく、厚肉材を製造する場合は強力な冷却能力を有する設備が不可欠になる。従って、実際の操業においては、この製造方法には限界があった。

【0010】

本発明は、上記の問題を有利に解決するもので、新しい製造ラインの建設やコスト増強の必要なしに、既存の設備で安価に製造することができる、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0011】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、

C: 0.005 ~ 0.04%、

Si: 0.05 ~ 0.3 %、

Mn: 0.5 ~ 2.0 %、

Al: 0.001 ~ 0.1 %、

Nb: 0.001 ~ 0.1 %、

V: 0.001 ~ 0.1 %、

Ti: 0.001 ~ 0.1 %、

P: 0.03%以下、

S: 0.005 %以下および

N: 0.006 %以下

を含み、かつ

Cu: 0.5 %以下、

Ni: 0.5 %以下および

Mo: 0.5 %以下

のうちから選んだ一種または二種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になり、次式(1)

$$P_{cm} = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu])/20 + [\%Ni]/60 + [\%Mo]/7 + [\%V]/10$$

--- (1)

但し、[%M] は、M元素の含有量 (質量%)

で示される P_{cm} が0.17以下を満足し、かつ全組織中、主相であるベイニティックフェライトの占める割合が95 vol%以上であることを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯。

【0012】

2. 上記1において、含有Nb量に対する析出Nb割合が5~80%の範囲を満足することを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯。

【0013】

3. 上記1または2において、鋼帯が、さらに質量%で

Caおよび／またはREM : 0.005 %以下
を含有する組成になることを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯。

【0014】

4. 上記1, 2または3において、鋼帯が、さらに質量%で

Cr: 0.1 %以下および

B: 0.003 %以下

のうちから選んだ1種または2種を含有し、かつ次式 (1)'

$$P_{cm'} = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu] + [\%Cr])/20 + [\%Ni]/60 + [\%Mo]/7 + [\%V]/10 \quad \text{--- (1)'}$$

但し、[%M] は、M元素の含有量 (質量%)

で示される $P_{cm'}$ が0.17以下を満足することを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯。

【0015】

5. 上記1～4のいずれかに記載の成分組成になる鋼スラブを、1000～1300℃に加熱したのち、表面温度が ($A_{r3} - 50^\circ\text{C}$) 以上の条件で仕上圧延を終了し、圧延終了後直ちに冷却を開始し、700℃以下の温度で巻取り徐冷することを特徴とする、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫管用熱延鋼帯の製造方法。

【発明の効果】

【0016】

かくして、本発明によれば、従来は厚板製品が主流であった電縫鋼管用素材として、高強度でかつ溶接部靱性に優れた熱延鋼帯を安価に供給することができ、工業的に極めて有用である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0017】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において鋼の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。なお、成分に関する「%」表示は特に断らない限り質量%を意味するものとする。

C: 0.005 ~ 0.04%

Cは、強度確保の面で重要な元素であり、所望強度を確保するためには0.005%以上の添加が必要であるが、0.04%を超えて多量に添加すると炭素当量の上昇により溶接性が劣化するだけでなく、冷却速度が速い場合にはマルテンサイトを生成し易く、逆に冷却速度が遅い場合にはパーライトを生成し易くなり、いずれにしても鋼の靱性を劣化するおそれがあるので、Cは0.005～0.04%の範囲に限定した。

【0018】

Si: 0.05～0.3 %

Siは、鋼の脱酸剤として有用であるが、含有量が多くなると電縫溶接時にMn-Si系の非金属介在物を形成して溶接部靱性を劣化させる原因となるため0.3%を上限とした。一方、下限は、脱酸効果と現在の製鋼技術を勘案して0.05%に定めた。

【0019】

Mn: 0.5 ~ 2.0 %

Mnは、強度確保のために少なくとも0.5%の添加が必要であるが、多量に添加するとCと同様、靱性および溶接性を劣化させるため2.0%を上限とした。

【0020】

Al: 0.001 ~ 0.1 %

Alは、Siと同様、鋼の脱酸剤として有用であるが、多量に添加するとアルミナ系介在物を生成して鋼の物性を劣化する懸念があるため、0.1 %を上限とする。下限は脱酸効果の観点から0.001%とする。

【0021】

Nb: 0.001 ~ 0.1 %

Nbは、オーステナイト粒の粗大化および再結晶を抑制するため、微細化による高強度化に有効であるが、含有量が 0.001%未満ではその添加効果に乏しく、一方 0.1%を超えると溶接性を劣化させる懸念があるため、Nbは 0.001~0.1 %の範囲に限定した。

【0022】

V : 0.001 ~ 0.1 %

Vは、析出硬化による高強度化に有用な元素であるが、含有量が 0.001%未満ではその効果が十分に得られず、一方 0.1%を超えると溶接性を劣化させるので、Vは 0.001~0.1 %の範囲に限定した。

【0023】

Ti : 0.001 ~ 0.1 %

Tiは、オーステナイト粒の粗大化を防止して靱性を確保する上で有用なだけでなく、析出強化による強度上昇にも有効に寄与するが、含有量が 0.001%未満ではその添加効果に乏しく、一方 0.1%を超えると溶接性を劣化させるので、Tiは 0.001~0.1 %の範囲に限定した。

【0024】

P : 0.03%以下、S : 0.005 %以下、N : 0.006 %以下

Pは、鋼中に不純物として存在するが、偏析し易い元素で鋼の靱性劣化をもたらすため、0.03%を上限とする。

Sも、P同様、鋼の靱性を劣化させるため、0.005 %を上限とする。

Nも、S、P同様、鋼の靱性を劣化させるため、0.006%を上限とする。

【0025】

本発明では低炭素当量設計によって焼入れ性を抑制しているため、安定してベイニティックフェライトを得るためには、熱延後の冷却速度をある程度確保する必要がある。そのため、焼入れ性を補完して、緩冷却時に形成し易いパーライトおよびポリゴナルフェライトを生成させない目的で以下の元素を含有させる。

Cu : 0.5 %以下、Ni : 0.5 %以下およびMo : 0.5 %以下のうちから選んだ一種または二種以上

これらはいずれも、焼入れ性促進元素および強化成分として有用であり、少なくとも0.05%以上含有させることが好ましい。しかしながら、0.5%を超えて多量に添加すると溶接性および靱性の劣化のみならず、合金コストの上昇を招くため、これらはいずれも 0.5 %以下で含有させるものとした。なお、Niは靱性の向上にも有効に寄与するが、多量の添加は溶接部靱性の劣化を招く。

【0026】

以上、基本成分について説明したが、本発明ではその他にも、以下に述べる元素を適宜含有させることができる。

Caおよび／またはREM : 0.005 %以下

Caは、低温靱性に有害な伸張したMnS介在物をCaSと置き換えることで無害化するために添加するものであるが、0.005 %を超えて含有させるとCa系酸化物がかえって靱性に対して有害化する。REMも同様である。そこで、これらは、単独添加または複合添加いずれの場合も、0.005 %以下で含有させることが好ましい。

【0027】

Cr : 0.1 %以下

Crは、微量添加する分には耐食性の向上が期待でき、ライトサワー（軽い酸性ガス）環境下での耐食性の向上に寄与するが、含有量が 0.1%を超えるとかえって耐食性の劣化を招くので、Crは 0.1%以下で含有させることが好ましい。

【0028】

B : 0.003 %以下

Bは、強度の向上に有効に元素であり、この目的のためには0.0005%以上含有させることが好ましい。しかしながら、含有量が 0.003%を超えるとその効果は飽和に達するので、Bは 0.003%以下で含有させることが好ましい。

【0029】

$$P_{cm} = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu])/20 + [\%Ni]/60 + [\%Mo]/7 + [\%V]/10 \leq 0.17$$
$$P_{cm}' = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu] + [\%Cr])/20 + [\%Ni]/60 + [\%Mo]/7 + [\%V]/10 \leq 0.17$$

上記した P_{cm} および P_{cm}' は、溶接割れ感受性の指標であり、 P_{cm} は Cr を含有しない場合、 P_{cm}' は Cr を含有する場合である。

さて、溶接部の靱性を CTOD 試験にて鋭意調査した。この CTOD 試験は、厚板の靱性評価に広く用いられている試験方法の一つである。この CTOD 試験において、溶接の際にマルテンサイトが多量に生成すると割れ感受性が高くなって試験成績が悪くなることを確認し、溶接部におけるマルテンサイトの生成し易さ、すなわち焼入れ性を示す指標として上記 P_{cm} (P_{cm}' を含む。以下同じ。) を採用し、この P_{cm} 値と CTOD 試験結果とを比較したところ、極めて良い相関を示すことが確認された。

【0030】

図 1 に、溶接部の CTOD 値と P_{cm} 値との関係について調べた結果を示す。

同図に示したとおり、靱性が良好とされる CTOD 値を 0.25mm 以上とするためには、 P_{cm} 値が 0.17 以下となるように成分調整すればよいことが分かる。

【0031】

次に、本発明の鋼組織について説明する。

ベイニティックフェライト：95 vol% 以上

鋼組織をベイニティックフェライト主体とするのは、強度と靱性を確保するためである。強度を確保するためには、微細な組織とする必要があり、この観点からはベイニティックフェライトの結晶粒径は $10\mu\text{m}$ 以下程度とすることが望ましい。なお、結晶粒径は公称粒径を用いる。公称粒径は、板厚方向 L 断面組織写真を用いて、切断法により求めた結晶粒の切片長さの平均を $2/(\pi)^{1/2}$ 倍して得る。

次に、母材靱性については、単相組織とすることが有効であり、組織中にパーライトや上部・下部ベイナイトおよびマルテンサイトなどの生成は 5 vol% 未満に抑制する必要がある。また、溶接部靱性については、化学成分で概ね決定することができ、上記した P_{cm} 値が 0.17 以下のベイニティックフェライト単相組織（組織分率：95 vol% 以上）であれば、良好な靱性値が得られることが確認された。

なお、ベイニティックフェライトとは、粒内に多くの転位が入った低温変態フェライト組織であり、通常のフェライトであるポリゴナルフェライト（高温で変態した軟質な初析フェライト）とは明瞭に異なるものである。また、ベイニティックフェライトの体積分率は、断面組織写真を画像処理して面積比率を求め、それを体積分率に変換して得る。

【0032】

また、本発明において、CTOD 靱性を確保した上で、より好適な強度の上昇を図るためには、含有させた Nb 量のうち析出している Nb の割合すなわち析出 Nb 割合を 5～80% の範囲に制御することが有利である。

低炭素化に伴って強度を確保するために、Nb などの合金元素の析出による析出強化が使われている。強度を確保するためには、合金元素の析出が有効であるが、多量な析出は靱性を著しく劣化させるので、析出 Nb 割合は、その上限を 80% 程度とすることが好ましい。靱性を向上させるには、析出 Nb 割合は 60% 以下、より好ましくは 30% 以下に抑えることが有効である。ただし、強度を確保するためには少なくとも 5% は必要である。なお、析出 Nb 割合は、析出 Nb 量 (mass%) / 含有 Nb 量 (mass%) $\times 100$ で求めることができる。

【0033】

図 2 に、鋼 A（質量%で、C：0.011%，Si：0.22%，Mn：1.45%，Nb：0.045%，V：0.075%，Cu：0.01%，Ni：0.01%）および鋼 B（質量%で、C：0.028%，Si：0.24%，Mn：1.62%，Nb：0.048%，V：0.071%，Cu：0.01%，Ni：0.01%）の連铸スラブをそれぞれ、加熱温度：1200℃、仕上温度：800℃の条件で圧延を行って熱延鋼帯を作製し、その熱延鋼帯から析出物残渣分析用試験片（10mm 角 \times 50mm）および CTOD 試験片を採取して、析出 Nb 割合と母材 CTOD との関係について調査した結果を示す。ここで、母材 CTOD と

は、パイプボディより切り出したサンプルによるCTOD試験のことである。

【0034】

析出物分析では、まず試料をマレイン酸系電解液（10%マレイン酸－2%アセチルアセトン－5%テトラメチルアンモニウムクロライド－メタノール）中で低電流電解（約20mA/cm²）し、残渣をメンブランフィルター（孔径：0.2 μm φ、47mm φ）で捕集する。その後、フィルターおよび残渣を灰化後、ホウ酸リチウム（Li₂B₄O₇）と過酸化ナトリウム（Na₂O₂）の混合融剤を用いて融解する。融成物は塩酸で溶解後、水で一定量に希釈し、ICP発光分析法で定量化した。

【0035】

CTOD試験は、BRITISH STANDARDの BS 7448: Part 1 1991 に準拠し、パイプ内周方向に試験片を採取して、パイプ長手方向にノッチを入れている。試験片の形状および寸法は図3に示すとおりである。

【0036】

図2より、0.25mm以上という臨界CTOD値を達成するには、析出Nb割合を80%以下とすることが有効であることが分かる。

【0037】

次に、本発明鋼の好適製造条件について説明する。

上記の好適成分組成に調整した鋼を、転炉などで溶製し、連続鑄造法等でスラブとする。

スラブ加熱温度：1000～1300℃

鋼板の靱性向上のためには、加熱温度が低い方が結晶粒の微細化が期待できるので望ましいが、1000℃未満になると必要な強度を得られない場合がある他、通常スラブ加熱は1200℃付近で実施されることが多いため、製造チャンスが限定されて非効率となる。一方、1300℃を超えるとオーステナイト粒が粗大化して靱性に不利になるだけでなく、エネルギーロスまたはスケール生成量の増加によって表面性状が悪化する懸念がある。

【0038】

圧延終了温度：（A_{r3}－50℃）以上

均質な粒径および組織で圧延を終了するためには、圧延終了温度は（A_{r3}－50℃）以上とする必要がある。なお、圧延終了温度とは、仕上圧延機の出側での鋼板表面の測定温度値である。この圧延終了温度が、（A_{r3}－50℃）を下回ると、仕上圧延中に鋼板内部でフェライト変態が生じ、組織が不均一になって、所望の特性を得られない。

【0039】

圧延終了後直ちに冷却を開始

本発明では、圧延終了後の空冷中にフェライト変態が起こることで、軟質で粗大なフェライトの生成による強度および靱性の低下を防止するために、圧延終了後直ちに冷却を開始する必要がある。ここに、「直ちに」とは、好ましくは圧延終了後10秒以内に冷却を開始する意味である。

また、仕上圧延終了後の冷却速度は特に限定されるものではないが、この冷却速度があまりに遅いと所望のベイニティックフェライトが得られないおそれがあるので、冷却速度は3℃/s以上程度とすることが望ましい。

【0040】

巻取り温度：700℃以下

巻取り温度が700℃を超えると、組織の粗大化を招き、著しい靱性の劣化を招く。従って、微細な組織を得ると共に、析出Nb量を本発明の良好なCTOD値を得るために好ましい範囲とするためには、巻取り温度を700℃以下とすることが好ましい。特に好ましくは600℃以下、さらに好ましくは550℃以下である。なお、強度を得るためには析出量を多くすることが必要であるが、250℃以下では十分な析出量を得られない。

【0041】

図4に、巻取り温度（CT）と析出Nb割合との関係について調べた結果を示す。

同図より、析出Nb割合はCTに比例していることが分かる。CTが700℃を超えると析

出Nb割合が80%を超えてしまうので、良好な靱性を得るためにはC Tを700℃以下とすることが好ましい。特に好ましくは 600℃以下である。

【実施例 1】

【0 0 4 2】

表 1 に示す成分組成になる連続鑄造スラブを、表 2 に示す条件で処理して、熱延鋼帯とした。

かくして得られた熱延鋼帯の機械的特性および鋼組織について調べた結果を、表 2 に併記する。

なお、母材および溶接部の靱性は、試験温度：-10℃におけるCTOD試験によって評価した。CTOD試験片の寸法・形状は図 3 に示したとおりである。また、溶接部試験片は、平板の状態で通電溶接した部分から、試験片の長手方向が溶接線と直角を成すように採取した。そして、BS 7448に基づいた疲労予亀裂導入およびノッチ外側にクリップゲージを付けた 3 点曲げ試験により、CTOD値を求めた。ここに、上記のCTOD値が0.25mm以上であれば、靱性は良好といえる。

また、表 2 中、 α_B はベイニティックフェライトを、 α_P はポリゴナルフェライトを、B はベイナイトを、P はパーライトを、MA は島状マルテンサイトを意味する。

【0 0 4 3】

【表 1】

表 1

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)													P _{cm} 又は P _{cm}	備 考
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Nb	V	Ti	Cu	Ni	Mo		
A	0.022	0.23	1.45	0.015	0.002	0.001	0.026	0.045	0.071	0.014	0.31	—	0.15	0.146	適合鋼
B	0.027	0.24	1.46	0.018	0.002	0.001	0.03	0.044	0.068	0.015	—	—	0.15	0.136	〃
C	0.025	0.25	1.45	0.015	0.003	0.001	0.026	0.045	0.071	0.014	0.31	—	0.15	0.149	〃
D	0.039	0.24	1.19	0.013	0.002	0.002	0.03	0.048	0.069	0.045	0.21	0.29	0.10	0.143	〃
E	0.032	0.21	1.34	0.019	0.001	0.002	0.03	0.032	0.077	0.070	0.27	0.29	0.11	0.148	〃
F	0.008	0.19	1.50	0.012	0.001	0.003	0.02	0.039	0.069	0.015	0.35	0.36	0.30	0.163	〃
G	0.033	0.21	1.34	0.014	0.001	0.003	0.02	0.066	0.077	0.027	0.30	0.50	0.13	0.150	〃
H	0.030	0.21	1.34	0.012	0.001	0.003	0.02	0.061	0.080	0.011	0.29	0.31	0.12	0.150	〃
I	0.029	0.51	1.44	0.017	0.002	0.002	0.027	0.048	0.072	0.015	0.20	0.30	0.15	0.162	比較鋼
J	0.029	0.25	2.30	0.017	0.002	0.002	0.027	0.048	0.072	0.015	0.15	0.05	0.08	0.179	〃
K	0.051	0.20	1.50	0.012	0.002	0.002	0.03	0.049	0.078	0.04	0.32	0.45	0.10	0.178	〃
L	0.003	0.22	1.31	0.010	0.001	0.002	0.02	0.032	0.074	0.06	0.25	0.29	0.12	0.118	〃
M	0.04	0.18	1.60	0.01	0.001	0.002	0.03	0.04	0.07	0.01	0.29	0.30	0.20	0.181	〃
N	0.03	0.19	0.40	0.01	0.001	0.002	0.02	0.05	0.07	0.03	0.31	0.33	0.10	0.099	〃
O	0.03	0.21	1.39	0.02	0.001	0.003	0.02	0.03	0.20	0.03	0.3	0.41	0.25	0.184	〃
P	0.03	0.22	1.41	0.01	0.002	0.002	0.03	0.03	0.07	0.02	0.6	0.30	0.20	0.178	〃
Q	0.04	0.31	1.38	0.01	0.001	0.003	0.02	0.05	0.08	0.01	0.3	0.6	0.20	0.181	〃
R	0.03	0.21	1.39	0.01	0.001	0.003	0.02	0.06	0.07	0.02	0.3	0.35	0.6	0.220	〃

【0044】

【表2】

鋼 記号	A _{TS} (°C)	製造履歴、				機械特性				母材組織	α_B の 組織割合 (vol%)	備 考
		加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)	板厚 (mm)	YS (MPa)	母材 CTOD (mm)	溶接部CTOD (mm)			
A	760	1200	780	8	580	15.9	622	0.32	0.26	α_B	100	発明例
B	770	1200	800	8	520	19.1	604	0.32	0.27	α_B	100	"
C	760	1200	805	10	550	12.7	661	0.40	0.30	$\alpha_B + B$	97	"
D	770	1200	810	15	610	15.9	630	0.43	0.35	α_B	97	"
E	760	1200	800	15	600	15.9	660	0.48	0.39	α_B	97	"
F	730	1200	795	15	620	15.9	560	0.49	0.40	α_B	98	"
G	740	1200	805	7	590	20.6	585	0.54	0.44	α_B	97	"
H	760	1200	810	20	610	9.0	620	0.44	0.36	α_B	97	"
I	750	1200	795	10	610	19.1	680	0.36	0.13	$\alpha_B + P$	95	比較例
J	700	1200	800	7	600	20.6	689	0.17	0.09	$\alpha_B + B + P$	90	"
K	730	1200	800	15	600	15.9	670	0.18	0.18	$\alpha_B + MA$	93	"
L	770	1200	800	15	620	15.9	485	0.21	0.32	$\alpha_P + P$	0	"
M	730	1200	800	15	610	15.0	650	0.21	0.13	$\alpha_B + MA$	94	"
N	830	1200	800	15	600	15.0	490	0.54	0.45	α_B	97	"
O	740	1200	795	15	620	15.0	620	0.21	0.11	$\alpha_B + MA$	95	"
P	740	1200	800	15	605	15.0	603	0.22	0.17	$\alpha_B + MA$	94	"
Q	730	1200	800	15	590	15.0	690	0.17	0.20	$\alpha_B + MA$	94	"
R	710	1200	805	15	600	15.0	717	0.05	0.12	$\alpha_B + MA$	93	"

α_P : ポリゴナルフェライト、 α_B : ベイニティックフェライト、B : ベイナイト、P : パーライト、MA : 島状マルテンサイト

【0045】

表2に示したとおり、発明例（鋼A～H）はいずれも、鋼組織が、 $\alpha_B \geq 95$ vol%のベイニティックフェライトを主体とする組織であり、また強度もYS ≥ 560 MPaと高く、しかも母材および溶接部のCTOD値はいずれも0.25mm以上であって母材および溶接部の靱性に

優れていることが分かる。

これに対し、鋼 I ～ R はいずれも、成分組成が本発明の適正範囲を外れているため、所望の靱性を確保できていない。

【実施例 2】

【 0 0 4 6 】

表 3 に示す成分組成になる連続铸造スラブを、表 4 に示す条件で処理して、熱延鋼帯とした。

かくして得られた熱延鋼帯の機械的特性、鋼組織および析出 Nb 割合について調べた結果を、表 4 に併記する。

【 0 0 4 7 】

【表 3】

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)												P _{cm} 又は P _{cm} '	備 考
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Nb	V	Ti	Cu	Mo		
A	0.022	0.23	1.45	0.015	0.002	0.001	0.026	0.045	0.071	0.014	0.31	0.15	0.146	適合鋼
B	0.027	0.24	1.46	0.018	0.002	0.001	0.030	0.044	0.068	0.015	—	0.15	0.136	〃
S	0.025	0.25	1.45	0.015	0.002	0.001	0.026	0.045	0.071	0.014	0.31	0.15	0.149	〃

表 3

【0048】

【表4】

表 4

No.	鋼 記号	A _{r3} (℃)	製造履歴				機械特性			母材組織	α _B の 組織割合 (vol%)	析出Nb 割合 (%)	備考
			加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	巻取温度 (℃)	板厚 (mm)	Y S (MPa)	母材 CTOD (mm)				
1	A	760	1200	780	8	580	15.9	622	0.32	α _B	100	60	発明例
2	"	760	1200	780	8	510	15.9	560	0.50	α _B	100	27	"
3	B	770	1200	800	8	640	19.1	632	0.30	α _B	100	65	"
4	"	770	1200	800	8	520	19.1	604	0.32	α _B	100	45	"
5	S	760	1200	780	8	720	15.9	577	0.12	α _P + α _B + P	93	90	比較例
6	"	760	1200	800	7	650	14.3	613	0.33	α _B	100	70	発明例
7	"	760	1200	800	7	580	14.3	618	0.40	α _B	100	58	"
8	"	760	1200	800	8	250	15.9	540	0.16	α _B + MA	70	4	比較例

α_P : ポリゴナルフェライト、 α_B : ベイニティックフェライト、B : ベイナイト、P : パーライト、MA : 島状マルテンサイト

【0049】

表4から明らかなように、特に析出Nb割合が5～80%を満足する組織を有するものは、ともに優れた強度および靱性を得ることができた。

これに対し、No.5 は、巻取温度が 700℃を超えているため、析出Nb割合が高く、またオーステナイト粒の粗大化を招いて、靱性の劣化を引き起こしている。

また、No.8 は、巻取り温度が低いために、析出Nb割合が低下した上に、MAが析出し、 α_B の組織割合が低下して、強度および靱性の低下を招いた。

【実施例 3】

【0 0 5 0】

表 5 に示す成分組成になる連続铸造スラブを、表 6 に示す条件で処理して、熱延鋼帯とした。

かくして得られた熱延鋼帯の機械的特性、鋼組織および析出Nb割合について調べた結果を、表 6 に併記する。

【0 0 5 1】

【表 5】

表 5

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)										P _{cm} 又は P _{cm}	備 考				
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Nb	V	Ti			Cu	Ni	Mo	そ の 他
T	0.021	0.25	1.45	0.016	0.002	0.001	0.026	0.001	0.067	0.016	0.30	0.31	0.15	Cr : 0.1 , Ca : 0.0022	0.155	適合鋼
U	0.019	0.26	1.65	0.017	0.002	0.001	0.027	0.045	0.070	0.014	0.29	0.31	—	B : 0.002	0.137	〃
V	0.024	0.25	1.40	0.016	0.002	0.001	0.026	0.044	0.067	0.016	0.30	0.31	0.15	Ca : 0.0020	0.151	〃
W	0.024	0.25	1.40	0.016	0.002	0.001	0.026	0.044	0.067	0.016	0.30	0.31	0.15	Ca : 0.0020	0.151	〃
X	0.024	0.25	1.40	0.016	0.002	0.001	0.026	0.044	0.067	0.016	0.30	0.31	0.15	REM : 0.0025	0.151	〃
Y	0.034	0.25	1.44	0.017	0.002	0.002	0.027	0.048	0.072	0.015	0.35	0.30	0.22	Ca : 0.0120	0.175	比較鋼

【0052】

【表 6】

表 6

鋼 記号	A _r (°C)	製造履歴				機械特性				母材組織	α_B の 組織割合 (vol%)	析出Nb 割合 (%)	考 備
		加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)	板厚 (mm)	Y S (MPa)	母材 CTOD (mm)	溶接部CTOD (mm)				
T	750	1200	795	8	580	17.5	652	0.44	0.32	α_B	98	70	発明例
U	740	1200	800	8	590	15.9	735	0.35	0.28	$\alpha_B + B$	95	58	"
V	750	1200	795	8	650	14.3	735	0.36	0.28	α_B	100	66	"
W	750	1200	795	8	590	14.3	726	0.45	0.32	α_B	100	61	"
X	750	1200	800	10	470	15.9	654	0.56	0.42	α_B	100	42	"
Y	740	1200	805	7	603	12.7	710	0.22	0.18	α_B	100	59	比較例

 α_B : ベイニティックフェライト、B : ペイナイト

【0053】

表 6 に示したとおり、発明例（鋼 T～X）はいずれも、鋼組織が、 $\alpha_B \geq 95$ vol% のベイニティックフェライトを主体とする組織であり、また強度も Y S ≥ 652 MPa と高く、し

かも母材および溶接部のCTOD値はいずれも0.28mm以上であって母材および溶接部の靱性に優れていることが分かる。

これに対し、鋼 Y は、 P_{cm} およびCa量が本発明の適正範囲を外れているため、溶接部のCTOD値が低く、またCaの過剰添加により鋼の清浄性が劣化した結果、所望の靱性を得ることができなかった。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 5 4 】

【図 1】 溶接部のCTOD値と P_{cm} 値との関係を示した図である。

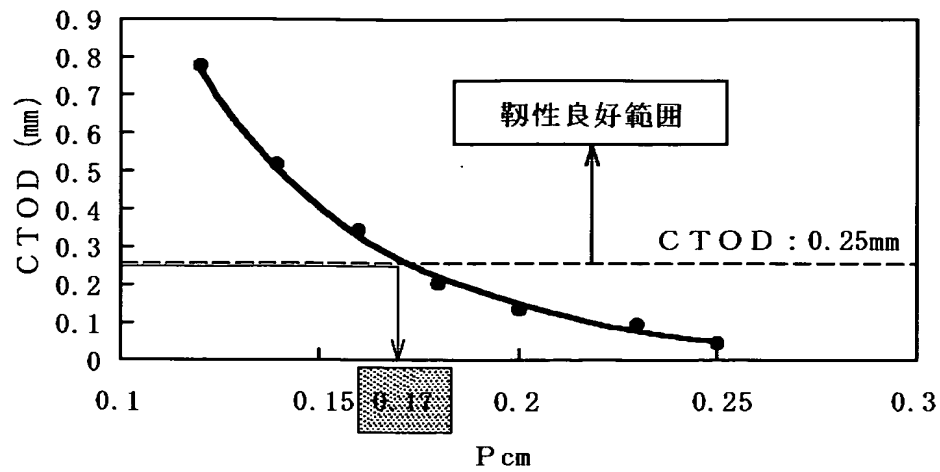
【図 2】 析出Nb割合と母材CTODとの関係を示した図である。

【図 3】 CTOD試験片の寸法・形状を示した図である。

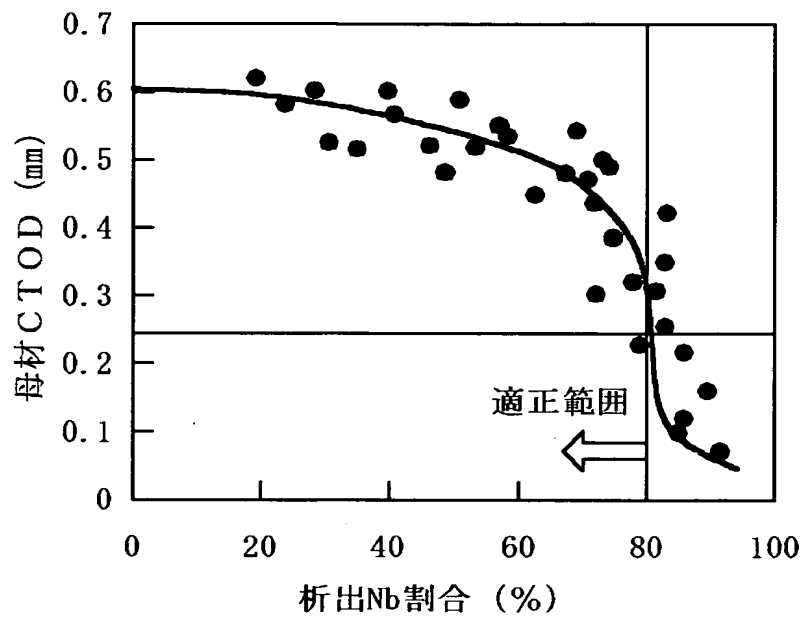
【図 4】 巻取り温度（C T）と析出Nb割合との関係を示した図である。

【書類名】 図面

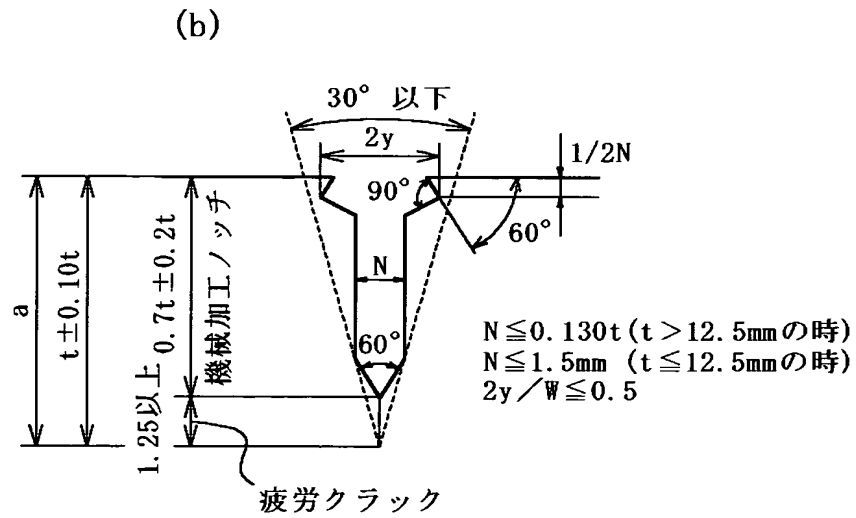
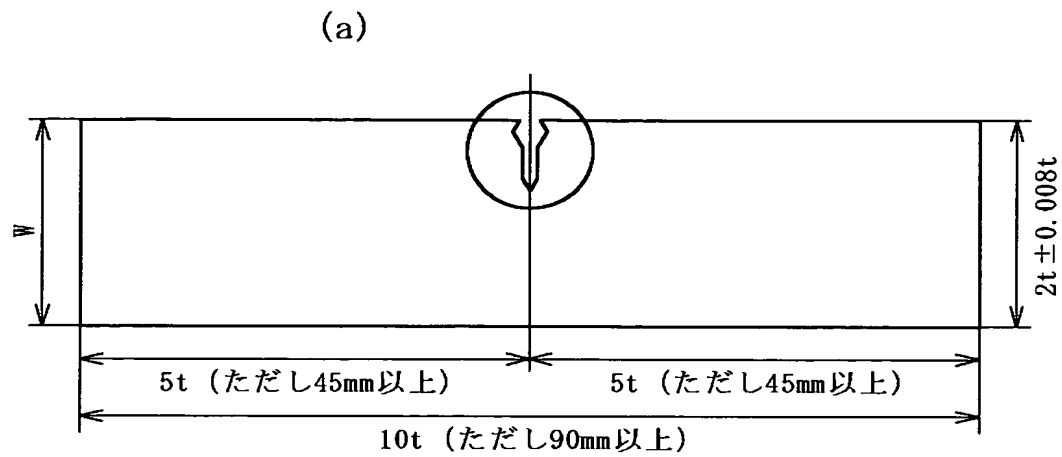
【図 1】



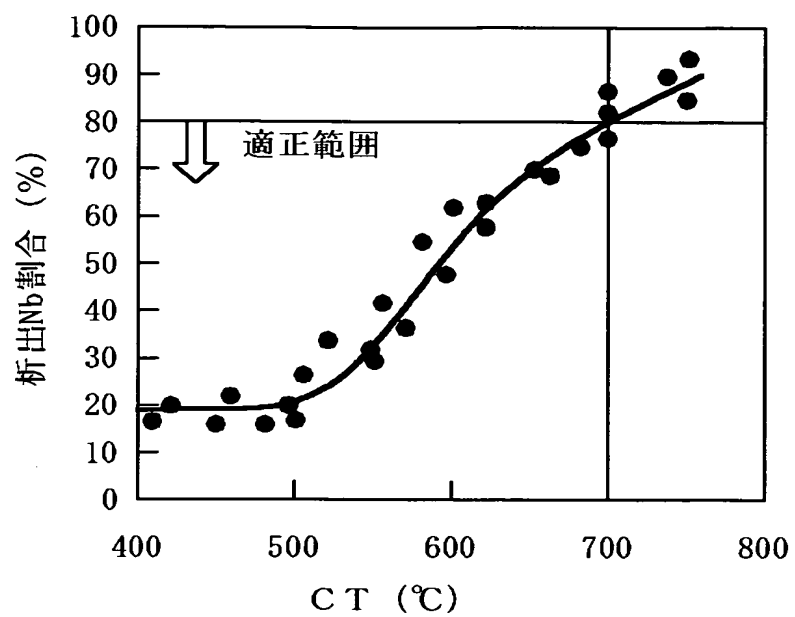
【図 2】



【図 3】



【図 4】



【書類名】要約書

【要約】

【課題】新しい製造ラインの建設やコスト増強の必要なしに、電縫鋼管用素材として好適な、低温靱性および溶接性に優れた熱延鋼帯を、安価に提供する。

【解決手段】低炭素鋼中に、特にCu：0.5 %以下、Ni：0.5 %以下およびMo：0.5 %以下のうちから選んだ一種または二種以上を、次式(1)

$$P_{cm} = [\%C] + [\%Si]/30 + ([\%Mn] + [\%Cu])/20 + [\%Ni]/60 + [\%Mo]/7 + [\%V]/10$$

--- (1)

で示される P_{cm} が 0.17 以下を満足する範囲で含有し、残部は Fe および不可避免の不純物の組成にすると共に、全組織中、主相であるベイニティックフェライトの占める割合を 95 vol % 以上とする。

【選択図】図 1

認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2 0 0 3 - 4 1 7 8 8 1
受付番号	5 0 3 0 2 0 6 7 9 0 9
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0 0 9 4
作成日	平成 1 5 年 1 2 月 1 9 日

< 認定情報・付加情報 >

【特許出願人】

【識別番号】	000001258
【住所又は居所】	東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
【氏名又は名称】	J F E スチール株式会社

【代理人】

申請人	
【識別番号】	100072051
【住所又は居所】	東京都千代田区霞が関 3 - 2 - 4 霞山ビル 7 階
【氏名又は名称】	杉村 興作

特願 2 0 0 3 - 4 1 7 8 8 1

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [0 0 0 0 0 1 2 5 8]

1. 変更年月日 2 0 0 3 年 4 月 1 日

[変更理由] 名称変更

住所変更

住 所 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号

氏 名 J F E スチール株式会社